



PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **2003239040 A**(43) Date of publication of application: **27.08.03**

(51) Int. Cl. **C22C 38/00**
C21D 9/46
C22C 38/06
C22C 38/14
C23C 2/06
C23C 2/28

(21) Application number: **2002036193**(22) Date of filing: **14.02.02**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**

(72) Inventor: **MIZUTANI MASAOKI**
TANIGUCHI YUICHI
OKAMOTO TSUTOMU
FUJITA NOBUHIRO
MATSUMURA KENICHIRO

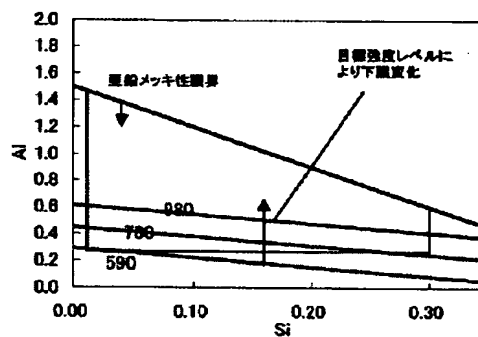
(54) **GALVANIZED HIGH STRENGTH STEEL SHEET**
HAVING EXCELLENT FORMABILITY AND
PRODUCTION METHOD THEREFOR

COPYRIGHT: (C)2003,JPO

(57) Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To realize a galvanized high strength steel sheet which has excellent formability, and to realize a production method therefor on industrial scales.

SOLUTION: The galvanized high strength steel sheet having excellent formability has a composition containing, by mass, 0.01 to 0.30% C, 0.005 to 0.3% Si, 0.1 to 3.3% Mn, 0.001 to 0.06% P, 0.001 to 0.01% S, 0.0005 to 0.01% N and 0.25 to 1.8% Al, and the balance Fe with inevitable impurities, and in which the mass% of Si, Mn and Al also satisfies the following inequality (A), and has a metallic structure containing ferrite and martensite: $(0.0012 \times [\text{TS target value}] - 0.29 - [\text{Si}]) / 1.45 < \text{Al} < 1.5 - 3 \times [\text{Si}]$ (A); wherein, the [TS target value] is the designed strength value of the steel sheet in a unit of MPa, and the [Si] is the mass% of Si.



(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2003-239040

(P2003-239040A)

(43) 公開日 平成15年8月27日 (2003.8.27)

(51) Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テーマコード(参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 T 4 K 0 2 7
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46	J 4 K 0 3 7
C 2 2 C 38/06		C 2 2 C 38/06	
38/14		38/14	
C 2 3 C 2/06		C 2 3 C 2/06	
審査請求 未請求 請求項の数6 O L (全 8 頁) 最終頁に続く			

(21) 出願番号 特願2002-36193(P2002-36193)

(22) 出願日 平成14年2月14日 (2002.2.14)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 水谷 政昭

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 谷口 裕一

愛知県東海市東海町5-3 新日本製鐵株式会社名古屋製鐵所内

(74) 代理人 100097995

弁理士 松本 悦一 (外1名)

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板およびその製造方法

(57) 【要約】

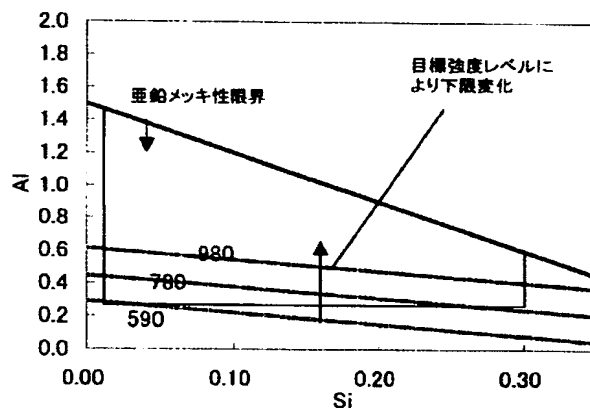
【課題】 成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現する。

【解決手段】 質量%で、C:0.01~0.30%、Si:0.005~0.3%、Mn:0.1~3.3%、P:0.001~0.06%、S:0.001~0.01%、N:0.0005~0.01%、Al:0.25~1.8%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、さらに、Si、Mn、Alの質量%が、下記(A)式を満足し、金属組織がフェライトとマルテンサイトを含むことを特徴とする成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板およびその製造方法。

$$(0.0012 \times [\text{TS狙い値}] - 0.29 - [\text{Si}]) / 1.45 < \text{Al} < 1.5 - 3 * [\text{Si}] \quad \dots (A)$$

ここに、[TS狙い値]は鋼板の強度設計値で単位はMpa、

[Si]はSiの質量%



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 質量%で、

C : 0.01~0.30%、

Si : 0.005~0.3%、

Mn : 0.1~3.3%、

P : 0.001~0.06%、

S : 0.001~0.01%、

N : 0.0005~0.01%、

*

$$(0.0012 \times [\text{TS狙い値}] - 0.29 - [\text{Si}]) / 1.45 < \text{Al} < 1.5 - 3 * [\text{Si}] \quad \dots (A)$$

ここに、[TS狙い値]は鋼板の強度設計値で単位はMpa、

[Si]はSiの質量%

【請求項 2】 さらに、

V : 0.01~0.1%、

Ti : 0.01~0.2%、

Nb : 0.005~0.05%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載の成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

【請求項 3】 さらに、

Mo : 0.05~0.5%を含有することを特徴とする請求項1または請求項2に記載の成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

【請求項 4】 さらに、

Ca : 0.0005~0.005%、

REM : 0.0005~0.005%のうち1種または2種を含有することを特徴とする請求項1乃至請求項3に記載の成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

【請求項 5】 さらに、

B : 0.0005~0.002%を含有することを特徴とする請求項1乃至請求項4に記載の成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

【請求項 6】 請求項1乃至請求項5に記載の高強度鋼板の製造方法であって、溶融亜鉛メッキ工程においてAc1以上Ac3+100℃以下の温度域に加熱し、30秒以上30分以下保持した後、1℃/s以上の冷却速度で600℃以下の温度域まで冷却することを特徴とする成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板およびその製造方法に関する。

【0002】

【従来の技術】近年、自動車の燃費向上のため、車体の軽量化がより一層要求されている。車体の軽量化のためには、強度の高い鋼材を使用すれば良いが、強度が高くなるほど、プレス成形が困難となる。これは、一般に鋼材の強度が高くなるほど、鋼材の降伏応力が増大し、更に伸びが低下するからである。これに対し、伸びの改善に対しては残留オーステナイトの加工誘起変態を利用した鋼板（以下TRIP鋼）などが発明されており、例えば、特開昭61-157625号公報に開示されている。し

* Al : 0.25~1.8%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、さらに、Si、Alの質量%と、狙いの強度値(TS)とが、下記(A)式を満足し、金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

かし、通常のTRIP鋼板は、多量のSi添加が必須であり鋼板表面の溶融亜鉛メッキ性が悪化するため適用可能な部材は制限される。更に、残留オーステナイト鋼において高強度を確保するためには多量のC添加が必要であり、クラック割れ等の溶接上の問題がある。

【0003】鋼板表面の溶融亜鉛メッキ性については、残留オーステナイトTRIP鋼のSi低減を目的とした発明が特開2000-345288号公報に開示されているが、この発明では溶融亜鉛メッキ性と延性の向上は望めるものの、前述の溶接性の改善は望めないうえ、引張り強度980MPa以上のTRIP鋼板では、非常に高い降伏応力となるためプレス時等での形状凍結性が悪化するという問題点があった。また、降伏応力を低減させる技術として、特開昭57-155329号公報に開示されているような、フェライトを含むDual Phase鋼（以下DP鋼という）が従来から知られているが、必ずしも十分な成形性を有する溶融亜鉛メッキ高強度鋼板は実現していなかった。

【0004】

【発明が解決しようとする課題】本発明は、前述のような従来技術の問題点を解決し、成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現することを課題とする。

【0005】

【課題を解決するための手段】まず、本発明の技術思想を説明する。本発明者らは、成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板を鋭意検討した結果、鋼成分の最適化、すなわち、Si、Al、Tsのバランスを特定範囲とし、特にAl添加量を調整することで、降伏応力の低いDP鋼において、これまで以上の伸びが確保できる溶融亜鉛メッキ高強度鋼板を工業的に製造できることを見出した。本発明の鋼板は従来の残留オーステナイト鋼並に準ずる程度に延性が向上し、また、Siを低減することにより溶融亜鉛メッキ性を向上させ、さらに合金化メッキをおこなっても特性が劣化することが少ない高強度鋼板を実現した。さらに、遅れ破壊や二次加工脆性の問題が生じないように、不可避免的に含まれる5%以下の残留オーステナイトを許容し、実質的に残留オーステナイトを含まないDP鋼とした。

【0006】本発明の高強度鋼板は、590Mpaから1500Mpaの引張強度が実現できるが、980Mpa以上の高強度鋼板にて著しい効果を奏する。本発明は、以上のような技術

思想に基づくものであり、特許請求の範囲に記載した以下の内容をその要旨とする。

(1) 質量%で、C : 0.01~0.30%、Si : 0.005~0.3%、Mn : 0.1~3.3%、P : 0.001~0.06%、S : 0.001~0.01%、N : 0.0005~0.01%、Al : 0.2*

(0.0012×[TS狙い値]-0.29-[Si])/1.45<Al<1.5-3*[Si]・・・(A)

ここに、[TS狙い値]は鋼板の強度設計値で単位はMpa、[Si]はSiの質量%

【0007】(2) さらに、V : 0.01~0.1%、Ti : 0.01~0.2%、Nb : 0.005~0.05%のうち1種または2種以上を含有することを特徴とする(1)に記載の成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

(3) さらに、Mo : 0.05~0.5%を含有することを特徴とする(1)または(2)に記載の成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

(4) さらに、Ca : 0.0005~0.005%、REM : 0.0005~0.005%のうち1種または2種を含有することを特徴とする(1)乃至(3)に記載の成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

【0008】(5) さらに、B : 0.0005~0.002%を含有することを特徴とする(1)乃至(4)に記載の成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

(6) (1)乃至(5)に記載の高強度鋼板の製造方法であって、溶融亜鉛メッキ工程においてAc1以上Ac3+100℃以下の温度域に加熱し、30秒以上30分以下保持した後、1℃/s以上の冷却速度で600℃以下の温度域まで冷却することを特徴とする成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板の製造方法。ここに、Ac1およびAc3は鋼材成分に基づいてAndrewsの式により計算される値である。なお、本発明のメッキ鋼板は、通常の溶融亜鉛メッキ鋼板および合金化処理がなされた溶融亜鉛メッキ鋼板を含む。

【0009】

【発明の実施の形態】以下に本発明の実施の形態を詳細に説明する。まず、本発明の高強度鋼板の成分および金属組織の限定理由を説明する。Cは、強度確保の観点から、またマルテンサイトを安定化する基本元素として、必須の成分である。Cが0.01%未満では強度が満足せず、またマルテンサイト相が形成されない。また、0.3%を超えると、強度が上がりすぎ、延性が不足するほか、溶接性の劣化を招くため工業材料として使用できない。従って、本発明におけるCの範囲は、0.01~0.3%とし、好ましくは、0.03~0.15%である。Mnは強度確保の観点で添加が必要であることに加え、炭化物の生成を遅らせる元素でありフェライトの生成に有効な元素である。Mnが0.1%未満では、強度が満足せず、またフェライトの形成が不十分となり延性が劣化する。

【0010】また、Mn添加量が3.3%を超えると、焼入れ性が必要以上に高まるため、マルテンサイトが多く

*5~1.8%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなり、さらに、Si、Mn、Alの質量%が、下記(A)式を満足し、金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することを特徴とする成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板。

生成し、強度上昇を招きこれにより、製品のバラツキが大きくなるほか、延性が不足し工業材料として使用できない。従って、本発明におけるMnの範囲は、0.1~3.3%とした。Siは強度確保の観点で添加することに加え、通常、延性の確保のために添加される元素であるが、0.2%を超える添加により、溶融亜鉛メッキ性が劣化してしまう。従って、本発明におけるSiの範囲は、0.3%以下とし、さらに溶融亜鉛メッキ性を重視する場合には0.1%以下が好ましい。Pは鋼板の強度を上げる元素として必要な強度レベルに応じて添加する。しかし、添加量が多いと粒界へ偏析するために局部延性を劣化させる。また、溶接性を劣化させる。従って、P上限値は0.06%とする。下限を0.001%としたのは、これ以上低減させることは、製鋼段階での精錬時のコストアップに繋がるためである。

【0011】Sは、MnSを生成することで局部延性、溶接性を劣化させる元素であり、鋼中に存在しない方が好ましい元素である。従って、上限を0.01%とする。下限を0.001%としたのは、Pと同様に、これ以上低減させることは、製鋼段階での精錬時のコストアップに繋がるためである。Alは、本発明において最も重要な元素である。Alは添加によりフェライトの生成を促進し、延性向上に有効に作用する他、多量添加によっても溶融亜鉛メッキ性を劣化させない元素である。また、脱酸元素としても作用する。延性を向上させるためには0.25%以上のAl添加が必要である、一方、Alを過度に添加しても上記効果は飽和し、かえって鋼を脆化させるため、その上限を1.8%とした。Niは、不可避免的に含まれる元素であるが、あまり多量に含有する場合は、時効性を劣化させるのみならず、AIN析出量が多くなってAl添加の効果を減少させるので、0.01%以下の含有が好ましい。また、不必要にNを低減することは製鋼工程でのコストが増大するので通常0.0005%程度以上に制御することが好ましい。

【0012】高強度鋼板とするためには一般に多量の元素添加が必要となり、フェライト生成が抑制される。このため、組織のフェライト分率が低減し、第2相の分率が増加するため、特に980MPa以上のDP鋼においては伸びが著しく低下する。この改善のために、Si添加、Mn低減が多く用いられるが、前者は溶融亜鉛メッキ性が劣化すること、後者は強度確保が困難となることから、本発明の目的とする鋼板においては利用できない。そこで、発明者らは鋭意検討した結果、Alの効果を見出し、式(A)の関係を満たすAl、Si、TSバランスを有するとき、十分

なフェライト分率を確保することができ、優れた伸びを
 $(0.0012 \times [\text{TS狙い値}] - 0.29 - [\text{Si}]) / 1.45 < \text{Al} < 1.5 - 3 \times [\text{Si}] \quad \dots (A)$

ここに、[TS狙い値]は鋼板の強度設計値で単位はMPa。
 [Si]はSiの質量%である。

【0013】Al添加量が $(0.0012 \times [\text{TS狙い値}] - 0.29 - [\text{Si}]) / 1.45$ 未満となると、延性を向上させるために十分でなく、 $1.5 - 3 \times [\text{Si}]$ を超えてしまうと、熔融亜鉛メッキ性が悪化する。図1に、本発明における熔融亜鉛メッキ高強度鋼板の発明範囲を示す。本発明の金属組織がフェライトとマルテンサイトを含有することの特徴とする理由は、このような組織をとる場合は、強度延性バランスに優れた鋼板となるからである。ここでいう、フェライトは、ポリゴナルフェライト、ベイネティックフェライトを差し、マルテンサイトは通常の焼き入れにより得られるマルテンサイトの他、600℃以下の温度にて焼戻しを行ったマルテンサイトにおいても効果は変わらない。また、組織中にオーステナイトが残存すると2次加工脆性や遅れ破壊特性が悪化するため、本発明では不可避免的に存在する3%以下の残留オーステナイトを許容し、実質的に残留オーステナイトを含まない。V、Ti、Nbは、強度確保の目的でV:0.01~0.1%、Ti:0.01~0.2%、Nb:0.005~0.05%の範囲で添加してもよい。

【0014】Moは強度確保と焼入れ性に効果のある元素である。最低添加量を0.05%以下では、Moの強化が利用できないほか、Mo特有の焼き入れ性能が発揮されず、十分なマルテンサイトが形成されず強度不足となる。過多のMoの添加はDPにおけるフェライト生成を抑制し、延性の劣化を招くほか、熔融亜鉛メッキ性を劣化させることがあるので、上限を0.5%とした。CaおよびREMは、介在物制御、穴抜け改善の目的で、Ca:0.0005~0.005%、REM:0.0005~0.005%の範囲で添加してもよい。Bは、焼入れ性確保とBNによる有効Alの増大を目的として、B:0.0005~0.002%の範囲で添加してもよい。

【0015】不可避免の不純物として、例えば、Snなどがあるがこれら元素を0.01質量%以下の範囲で含有しても本発明の効果を損なうものではない。本発明の製造工程の限定理由は次の通りである。本発明で用いる素材は通常の熱延工程を経て製造された熱延鋼板である。これらは酸洗、冷延をされもしくはそのまま直接、以下に述べる熱履歴を経ることにより得られる。熔融亜鉛メッキ工程では、Ac1以上、Ac3+100℃以下の温度で焼鈍する。これ未満では組織が不均一となる。一方、これ以上

確保できることを見出した。

の温度では、オーステナイトの粗大化によりフェライト生成が抑制されるため伸びの劣化を招く。また、経済的な点から焼鈍温度は900℃以下が望ましい。この際、層状の組織を解消するためには30秒以上の保持が必要であるが、30分を超えても効果は飽和し生産性も低下する。従って、30秒以上30分以下とする。続いて、冷却終了温度を600℃以下の温度とする。600℃を超えるとオーステナイトが残留しやすくなり、2次加工性、遅れ破壊の問題が生じ易くなる。本発明は、この熱処理の後、穴抜け性、脆性の改善を目的とした、600℃以下の焼戻し処理を行っても効果は変わらない。

【0016】

【実施例】表1および表2に示した成分組成を有する鋼を真空溶解炉にて製造し、冷却凝固後1200℃まで再加熱し、880℃にて仕上圧延を行い、冷却後600℃で1時間保持することで、熱延の巻取熱処理を再現した。得られた熱延板を研削によりスケールを除去し、70%の冷間圧延した。その後連続焼鈍シミュレータを用い、770℃×60秒の焼鈍を行い、350℃まで冷却した後、10~600秒その温度で保持したあと、さらに室温まで冷却した。引張特性は、JIS5号引張試験片のL方向引張にて評価し、TS(MPa)×EL(%)の積が18000MPa%を以上を良好とした。金属組織は、工学顕微鏡で観察した。フェライトはナイターエッチング。マルテンサイトはレバラーエッチングにより観察した。

【0017】メッキ性能は熔融亜鉛メッキシミュレーターにより、上記同様の焼鈍条件を施した後、熔融亜鉛メッキを行い、目視にてメッキの付着状況を確認し、メッキ面の内90%以上の面積で均一に付着している場合を良好「○」、部分的に欠陥があるものを「×」とした。表3および表4の結果から認められるように、本発明による鋼板は熔融亜鉛メッキ性が優れ、かついずれも強度・延性バランスに優れた高強度鋼板を製造できる。一方、表3および表4の成分範囲が本発明の範囲から外れる比較例、および、Alの範囲が(A)式を満足しない比較例(CI, CJ)は、強度・延性バランスを示すTS×ELの値が18000MPa%未満である、もしくは、メッキ評価が×となっている。

【0018】

【表1】

表1

鋼種 記号	TS組い	C	S	Mn	P	S	N	A	V	Ti	Nb	Mo	Ca	B	REM
A	発明例	0.013	0.171	0.44	0.020	0.008	0.0073	1.057	—	—	—	0.22	—	—	—
B	"	0.014	0.221	2.28	0.012	0.005	0.0095	1.585	—	—	—	—	—	—	—
C	"	0.022	0.100	1.88	0.027	0.007	0.0026	1.167	—	—	—	—	—	—	—
D	"	0.023	0.251	2.33	0.047	0.008	0.0078	0.252	—	—	—	—	—	—	—
E	"	0.028	0.293	2.05	0.042	0.004	0.0017	0.570	—	—	—	—	—	—	—
F	"	0.043	0.131	1.74	0.008	0.002	0.0051	1.112	—	—	—	—	—	—	—
G	"	0.046	0.122	2.67	0.015	0.002	0.0064	0.749	—	—	—	—	—	—	—
H	"	0.049	0.161	2.50	0.012	0.006	0.0061	0.457	—	—	—	—	—	—	—
I	"	0.060	0.068	0.88	0.003	0.007	0.0020	0.426	—	—	—	—	—	—	—
J	"	0.063	0.006	1.40	0.030	0.008	0.0033	1.654	—	—	—	—	—	—	—
K	"	0.068	0.160	1.69	0.011	0.010	0.0087	1.007	—	—	—	—	—	—	—
L	"	0.076	0.033	0.62	0.023	0.005	0.0078	1.204	—	—	—	—	—	—	—
M	"	0.079	0.130	1.21	0.016	0.001	0.0040	0.748	—	—	—	—	0.003	—	—
N	"	0.080	0.070	1.23	0.057	0.002	0.0009	1.179	—	—	—	—	—	—	—
O	"	0.081	0.117	1.34	0.009	0.005	0.0090	0.41	—	—	—	—	—	—	—
P	"	0.088	0.205	0.38	0.056	0.003	0.0015	0.677	—	—	—	—	—	—	—
Q	"	0.095	0.247	2.09	0.008	0.007	0.0029	0.892	—	—	—	—	—	—	—
R	"	0.100	0.120	0.53	0.022	0.004	0.0022	0.567	—	—	—	—	—	—	—
S	"	0.101	0.228	2.68	0.008	0.008	0.0080	1.72	—	—	—	—	—	—	—
T	"	0.102	0.157	0.10	0.080	0.007	0.0034	0.639	—	—	—	—	—	—	—
U	"	0.118	0.128	2.99	0.054	0.001	0.0024	0.982	—	—	—	—	—	—	—
V	"	0.119	0.179	1.15	0.041	0.006	0.0037	0.880	—	—	—	—	—	0.001	—
W	"	0.128	0.244	2.03	0.027	0.004	0.0041	0.442	—	—	—	—	—	—	—
X	"	0.128	0.213	1.93	0.038	0.007	0.0036	0.828	—	—	—	—	—	—	0.002
Y	"	0.142	0.210	2.95	0.001	0.003	0.0085	1.265	—	—	—	—	—	—	—
Z	"	0.160	0.272	2.41	0.059	0.009	0.0064	1.718	—	—	—	—	—	—	—
AA	"	0.163	0.048	2.19	0.042	0.005	0.0007	1.634	—	—	—	—	—	—	—
AB	"	0.164	0.114	1.54	0.013	0.009	0.0023	1.163	—	—	—	—	—	—	—
AC	"	0.166	0.170	2.35	0.026	0.007	0.0080	0.527	—	—	—	—	—	—	—
AD	"	0.173	0.146	1.24	0.050	0.005	0.0063	1.615	—	—	—	—	—	—	—
AE	"	0.174	0.271	2.02	0.053	0.005	0.0065	1.680	—	—	—	—	—	—	—
AF	"	0.192	0.149	2.37	0.038	0.003	0.0085	0.360	—	—	—	—	—	—	—
AG	"	0.203	0.010	2.82	0.028	0.009	0.0052	0.900	—	—	—	—	—	—	—
AH	"	0.207	0.109	2.97	0.015	0.004	0.0083	0.991	—	—	—	—	—	—	—
AJ	"	0.214	0.120	0.79	0.006	0.003	0.0091	0.342	—	—	—	—	—	—	—
AJ	"	0.219	0.191	1.66	0.022	0.003	0.0023	0.513	—	—	—	—	—	—	—
AK	"	0.222	0.211	2.46	0.004	0.002	0.0096	1.034	—	—	—	—	—	—	—
AL	"	0.226	0.156	0.43	0.059	0.009	0.0058	0.514	—	—	—	—	—	—	—
AM	"	0.227	0.008	1.15	0.040	0.003	0.0027	0.436	—	—	—	—	—	—	—
AN	"	0.229	0.025	0.86	0.010	0.008	0.0051	1.436	—	—	—	—	—	—	—
AO	"	0.233	0.006	2.47	0.008	0.010	0.0044	0.352	—	—	—	—	—	—	—
AP	"	0.233	0.195	1.91	0.013	0.002	0.0032	1.430	—	0.08	—	—	—	—	—
AQ	"	0.253	0.134	0.37	0.029	0.003	0.0087	0.769	—	—	—	—	—	—	—
AR	"	0.261	0.276	0.43	0.043	0.009	0.0090	0.815	0.05	—	—	—	—	—	—
AS	"	0.266	0.151	2.68	0.055	0.006	0.0075	1.004	—	—	—	—	—	—	—
AT	"	0.267	0.201	2.20	0.052	0.001	0.0054	0.870	—	—	0.02	—	—	—	—
AU	"	0.271	0.225	0.65	0.019	0.008	0.0047	1.023	—	—	—	—	—	—	—
AV	"	0.280	0.088	1.48	0.036	0.004	0.0043	0.507	—	—	—	—	—	—	—
AW	"	0.291	0.116	0.58	0.027	0.005	0.0041	1.445	—	—	—	—	—	—	—
AX	"	0.300	0.289	0.47	0.038	0.005	0.0005	1.391	—	—	—	—	—	—	—

【表2】

表2

編 号	TS組	C	Si	Mn	P	S	N	A	V	Ti	Nb	Mo	Ca	B	REM
AY	比較例	0.009	0.202	0.43	0.007	0.010	0.0063	1.778	—	—	—	—	—	—	—
AZ	"	0.320	0.113	2.92	0.003	0.006	0.0007	0.462	—	—	—	—	—	—	—
BA	"	0.166	0.323	2.64	0.056	0.009	0.0049	0.694	—	—	—	—	—	—	—
BB	"	0.113	0.083	0.09	0.049	0.001	0.0006	0.527	—	—	—	—	—	—	—
BC	"	0.164	0.285	3.44	0.020	0.004	0.0041	1.247	—	—	—	—	—	—	—
BD	"	0.125	0.267	2.06	0.070	0.003	0.0009	0.337	—	—	—	—	—	—	—
BE	"	0.058	0.131	2.50	0.002	0.020	0.0059	0.377	—	—	—	—	—	—	—
BF	"	0.026	0.145	0.15	0.011	0.010	0.0200	0.273	—	—	—	—	—	—	—
BG	"	0.196	0.187	1.95	0.018	0.004	0.0093	0.240	—	—	—	—	—	—	—
BH	"	0.223	0.220	2.78	0.005	0.003	0.0022	0.190	—	—	—	—	—	—	—
BI	発明例	480	0.016	0.176	1.31	0.032	0.005	0.007	0.81	—	—	—	—	—	—
BJ	"	500	0.018	0.112	2.35	0.043	0.006	0.010	0.99	—	—	—	—	—	—
BK	"	540	0.027	0.074	2.87	0.016	0.003	0.005	0.43	—	—	—	—	—	—
BL	"	550	0.030	0.177	1.11	0.016	0.009	0.005	0.95	—	—	—	—	—	—
BM	"	560	0.032	0.186	2.78	0.029	0.006	0.003	0.93	—	—	—	—	—	—
BN	"	570	0.044	0.100	2.34	0.039	0.002	0.006	0.30	—	—	—	—	—	—
BO	"	580	0.058	0.171	2.06	0.056	0.007	0.003	0.97	—	—	—	—	—	—
BP	"	580	0.058	0.160	0.17	0.033	0.002	0.008	0.90	—	—	—	—	—	—
BQ	"	590	0.071	0.196	1.42	0.037	0.003	0.005	0.55	—	—	—	—	—	—
BR	"	640	0.082	0.089	1.15	0.016	0.004	0.005	1.14	—	—	—	—	—	—
BS	"	680	0.082	0.081	2.93	0.040	0.001	0.003	1.05	—	—	—	—	—	—
BT	"	700	0.093	0.055	1.84	0.007	0.006	0.007	0.50	—	—	—	—	—	—
BU	"	760	0.100	0.013	0.70	0.002	0.008	0.004	0.81	—	—	—	—	—	—
BV	"	780	0.110	0.122	2.64	0.057	0.009	0.002	0.73	—	—	—	—	—	—
BW	"	800	0.120	0.084	0.17	0.010	0.010	0.004	0.87	—	—	—	—	—	—
BX	"	840	0.120	0.148	0.19	0.016	0.008	0.006	1.00	—	—	—	—	—	—
BY	"	900	0.134	0.047	0.19	0.042	0.010	0.007	1.11	—	—	—	—	—	—
BZ	"	920	0.140	0.042	1.71	0.021	0.006	0.005	0.78	—	—	—	—	—	—
CA	"	950	0.142	0.116	0.27	0.046	0.007	0.006	0.65	—	—	—	—	—	—
CB	"	980	0.150	0.107	1.76	0.059	0.006	0.009	0.88	—	—	—	—	—	—
CC	"	1280	0.210	0.153	1.20	0.025	0.005	0.002	0.78	—	—	—	—	—	—
CD	"	1320	0.235	0.176	2.73	0.051	0.008	0.004	0.65	—	—	—	—	—	—
CE	"	950	0.122	0.275	0.27	0.046	0.007	0.006	0.65	—	—	—	—	—	—
CF	"	1180	0.150	0.107	2.99	0.059	0.006	0.009	0.68	—	—	—	—	—	—
CG	"	1200	0.210	0.299	1.20	0.025	0.005	0.002	0.60	—	—	—	—	—	—
CH	"	1480	0.289	0.186	2.06	0.052	0.004	0.008	0.91	—	—	—	—	—	—
CI	比較例	720	0.099	0.188	0.45	0.046	0.002	0.003	0.12	—	—	—	—	—	—
CJ	"	880	0.130	0.186	2.39	0.051	0.006	0.003	1.30	—	—	—	—	—	—

【表3】

11

表3

	実験 記号	TS	EL	TS×EL	亜鉛メッキ性
発明例	1	476	37.9	18040	○
発明例	2	488	36.9	18007	○
発明例	3	520	34.7	18044	○
発明例	4	539	33.8	18218	○
発明例	5	544	33.1	18006	○
発明例	6	577	33.2	19156	○
発明例	7	576	32.5	18720	○
発明例	8	585	31.2	18252	○
発明例	9	622	29.5	18349	○
発明例	10	612	29.8	18238	○
発明例	11	635	29.4	18669	○
発明例	12	622	30.1	18722	○
発明例	13	638	28.5	18183	○
発明例	14	652	28.1	18321	○
発明例	15	685	27.2	18632	○
発明例	16	734	26.4	19378	○
発明例	17	795	24.5	19478	○
発明例	18	789	24.2	19094	○
発明例	19	825	22.2	18315	○
発明例	20	788	23.5	18518	○
発明例	21	853	21.5	18340	○
発明例	22	832	22.4	18637	○
発明例	23	874	21.2	18529	○
発明例	24	873	23.2	20254	○
発明例	25	953	19.2	18298	○
発明例	26	987	18.5	18260	○
発明例	27	979	18.4	18014	○
発明例	28	988	18.6	18377	○
発明例	29	993	18.3	18172	○
発明例	30	1005	18.0	18090	○
発明例	31	1012	17.9	18115	○
発明例	32	1033	17.5	18078	○
発明例	33	1028	17.6	18093	○
発明例	34	1035	17.4	18009	○
発明例	35	1002	18.1	18136	○
発明例	36	1088	17.4	18931	○
発明例	37	1078	18.2	19620	○
発明例	38	1031	18.0	18558	○
発明例	39	1022	17.9	18294	○
発明例	40	1033	18.4	19007	○
発明例	41	1088	17.0	18496	○
発明例	42	1112	16.5	18348	○
発明例	43	1099	17.2	18903	○
発明例	44	1158	16.2	18760	○
発明例	45	1225	15.8	19355	○
発明例	46	1204	15.7	18903	○
発明例	47	1240	16.0	19840	○
発明例	48	1222	16.1	19674	○
発明例	49	1352	15.4	20821	○
発明例	50	1476	13.5	19926	○

【表4】

12

表4

	実験 記号	TS	EL	TS×EL	亜鉛メッキ性
比較例	51	335	33.2	11122	○
比較例	52	1623	9.2	14932	○
比較例	53	985	19.5	19208	×
比較例	54	885	18.5	16373	○
比較例	55	1235	10.2	12597	○
比較例	56	795	20.1	15980	○
比較例	57	587	26.5	15556	○
比較例	58	557	31.2	17378	○
比較例	59	623	28.1	17506	○
発明例	60	476	37.9	18040	○
発明例	61	508	36.9	18745	○
発明例	62	551	33.0	18183	○
発明例	63	549	33.1	18172	○
発明例	64	568	32.5	18460	○
発明例	65	582	31.9	18566	○
発明例	66	591	30.9	18262	○
発明例	67	584	31.2	18221	○
発明例	68	605	29.9	18090	○
発明例	69	632	30.1	19023	○
発明例	70	688	28.7	19746	○
発明例	71	695	27.2	18904	○
発明例	72	743	24.8	18426	○
発明例	73	812	23.2	18838	○
発明例	74	825	22.8	18810	○
発明例	75	852	21.5	18318	○
発明例	76	905	20.1	18191	○
発明例	77	899	20.5	18430	○
発明例	78	934	19.5	18213	○
発明例	79	1024	18.2	18637	○
発明例	80	1320	14.9	19668	○
発明例	81	1400	13.5	18900	○
発明例	82	965	19.9	19204	○
発明例	83	1230	15.8	19434	○
発明例	84	1220	15.3	18666	○
発明例	85	1520	12.2	18544	○
比較例	86	750	22.2	16650	○
比較例	87	899	20.2	18160	×

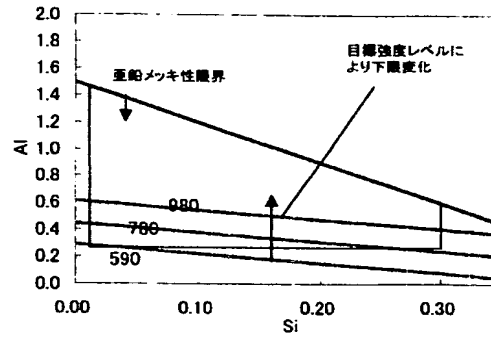
【0019】

【発明の効果】本発明によれば、Si、Al、Tsのバランスを特定範囲とし、特にAl添加量を調整することで、降伏応力の低いDP鋼において、これまで以上の伸びが確保できる成形性に優れた溶融亜鉛メッキ高強度鋼板およびその製造方法を工業的規模で実現することができ、産業上有用な、著しい効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

40 【図1】 本発明における溶融亜鉛メッキ高強度鋼板の発明範囲を示す図である。

【図 1】



フロントページの続き

(51) Int. Cl.⁷
C 23 C 2/28

識別記号

F I
C 23 C 2/28

ターム (参考)

(72) 発明者 岡本 力
愛知県東海市東海町 5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 松村 賢一郎
愛知県東海市東海町 5-3 新日本製鐵株
式会社名古屋製鐵所内

(72) 発明者 藤田 展弘
千葉県富津市新富 20-1 新日本製鐵株式
会社技術開発本部内

F ターム (参考) 4K027 AA05 AA22 AB02 AB42 AE12
4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09
EA15 EA16 EA17 EA18 EA19
EA23 EA25 EA27 EA31 EA32
EA36 EB06 EB08 EB11 FA00
FB00 FG00 FH00 FM04 GA05
JA06